



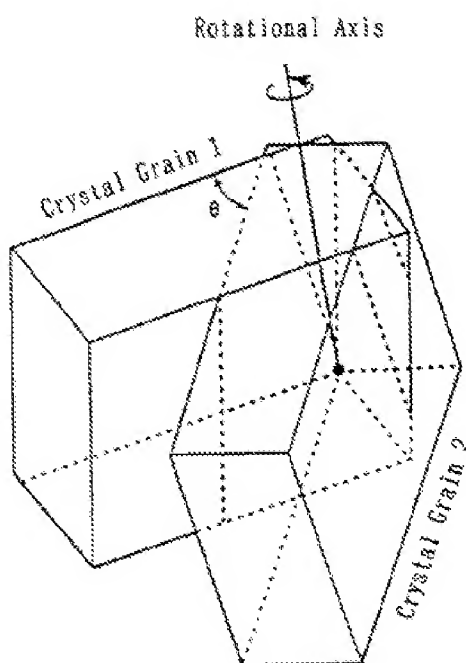
METHOD FOR PRODUCING HIGH STRENGTH AND HIGHLY CORROSION RESISTANT ALUMINUM ALLOY SHEET FOR STRUCTURAL PURPOSE**Publication number:** JP2002241882**Publication date:** 2002-08-28**Inventor:** TANAKA HIROKI; EZAKI HIROKI; MINODA TADASHI**Applicant:** KOBE STEEL LTD; SKY ALUMINIUM; SUMITOMO LIGHT METAL IND; NIPPON LIGHT METAL CO; FURUKAWA ELECTRIC CO LTD; MITSUBISHI ALUMINIUM**Classification:****- international:** B21B3/00; C22C21/10; C22F1/00; C22F1/053; B21B3/00; C22C21/10; C22F1/00; C22F1/053; (IPC1-7): C22F1/00; C22C21/10; B21B3/00; C22F1/053**- European:** C22C21/10; C22F1/053**Application number:** JP20010039464 20010216**Priority number(s):** JP20010039464 20010216**Also published as:** US6743308 (B2) US2002153072 (A1)

Report a data error here

Abstract of JP2002241882

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for producing an aluminum alloy sheet for structural purposes which has high strength and high corrosion resistance, and particularly, excellent stress corrosion cracking resistance.

SOLUTION: An ingot of an aluminum alloy having a composition containing 4.8 to 7% Zn, 1 to 3% Mg, 1 to 2.5% Cu and 0.05 to 0.25% Zr, and the balance Al with impurities is subjected to homogenizing treatment, and is thereafter hot-rolled. After that, in a state where rolling rolls for hot rolling are heated to ≥ 40 deg.C, the alloy is subjected to repeated rolling so that the draft is controlled to $\geq 70\%$ at the material temperature of 400 to 150 deg.C into a prescribed sheet thickness. Subsequently, the sheet is subjected to solution treatment at 450 to 500 deg.C for ≥ 5 min, and is cooled at a cooling rate of ≥ 10 deg.C/sec. Thus, the aluminum alloy sheet having structural properties that the average crystalline grain size is $\leq 10 \mu\text{m}$, and the ratio of small tilt-angle crystalline grain boundaries having a crystal orientation difference of 3 to 10 deg.C is $\geq 25\%$ of all the crystal grain boundaries in the sheet face is obtained.

 θ : Misorientation

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2002-241882
(P2002-241882A)

(43) 公開日 平成14年8月28日 (2002.8.28)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テーマコード* (参考)
C 2 2 C 21/10		C 2 2 C 21/10	
B 2 1 B 3/00		B 2 1 B 3/00	J
C 2 2 F 1/053		C 2 2 F 1/053	
// C 2 2 F 1/00	6 3 0	1/00	6 3 0 A
	6 9 1		6 9 1 B
審査請求 未請求 請求項の数 1 O L (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2001-39464(P2001-39464)

(22) 出願日 平成13年2月16日 (2001.2.16)

(出願人による申告) 国等の委託研究の成果に係る特許出願 (平成11年度通産省・新エネルギー・産業技術総合開発機構によるスーパーメタルの委託研究成果について産業再生法第30条の適用を受けようとするもの)

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号

(71) 出願人 000107538

スカイアルミニウム株式会社

東京都墨田区錦糸一丁目2番1号

(71) 出願人 000002277

住友軽金属工業株式会社

東京都港区新橋5丁目11番3号

(74) 代理人 100071663

弁理士 福田 保夫 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度、高耐食性構造用アルミニウム合金板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 高強度と高耐食性とくに耐応力腐食割れ性に優れた構造用アルミニウム合金板の製造方法を提供する。

【解決手段】 Zn: 4.8~7%、Mg: 1~3%、Cu: 1~2.5%、Zr: 0.05~0.25%を含有し、残部Alおよび不純物からなる組成を有するアルミニウム合金の鋳塊を均質化処理後熱間加工し、その後、熱間圧延の圧延ロールを40℃以上の温度に加熱した状態で、材料温度400~150℃において、加工度が70%以上になるよう繰り返し圧延して所定の板厚としたのち、450~500℃の温度で5分以上の溶体化処理を行い、10℃/秒以上の冷却速度で冷却することにより、平均結晶粒径が10μm以下、板面において結晶方位差が3~10°の小傾角結晶粒界が全結晶粒界の25%以上となる組織性状を有するアルミニウム合金板を得る。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Zn: 4.8~7% (質量%、以下同じ)、Mg: 1~3%、Cu: 1~2.5%、Zr: 0.05~0.25%を含有し、残部Alおよび不純物からなる組成を有するアルミニウム合金の鋳塊を均質化処理後熱間加工し、その後、熱間圧延の圧延ロールを40℃以上の温度に加熱した状態で、材料温度400~150℃において、加工度が70%以上になるよう繰り返し圧延して所定の板厚としたのち、450~500℃の温度で5分以上の溶体化処理を行い、10℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする高強度、高耐食性構造用アルミニウム合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高強度、高耐食性構造用アルミニウム合金板、とくに航空機用、車両用として好適に使用される高強度、高耐食性アルミニウム合金板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】従来、構造用アルミニウム合金板、とくに航空機用アルミニウム合金板の一例として航空機用ストリンガー材の製造手法が提案されている(特許第1337646号~1337649号公報、特許第1339927号公報、特許第1405136号公報など)。代表的な製造手法としては、例えば、JISA7075合金の鋳塊を450℃付近の温度で10~20時間均質化処理したのち、400~450℃の温度で熱間圧延を開始して厚さ6mm程度の板材とし、ついで約410℃で1時間程度の中間熱処理を行ったのち、100℃以下の温度域で冷間圧延を行って3~4mm厚さの冷延板とし、この冷延板について、320~500℃の温度への急速加熱による溶体化処理を行い、120℃付近の温度で数時間~24時間程度の時効処理を施すことにより所定の強度を得るものである。

【0003】上記の工程において、時効処理工程では、結晶粒径の変化を生じることなしに析出硬化を図ることができ、得られた板材は25μm以下の平均結晶粒径を有し、強度、成形性において実用上十分な特性をそなえたものとなる。しかしながら、耐食性、とくに耐応力腐食割れ性の面においては、実験室レベルの耐食性評価では十分と判断された場合でも、実使用環境下では耐応力腐食割れ性の面で必ずしも十分でない場合もあり、なお一層の耐食性の改善が求められている。

【0004】金属材料の機械的強度および成形性に関しては結晶粒径を微細にすることが好ましいことがよく知られているが、耐食性に関しては、結晶粒径を微細化することはむしろ耐食性を劣化させることも報告されており、発明者らは、ZnとMgを含有する7000系のアルミニウム合金における結晶粒微細化と耐応力腐食割れ性との関連について種々の観点から実験、検討を行った

結果として、隣り合う結晶粒の方位差(ミスオリエンテーション)(注:隣り合う結晶粒の方位差とは、図1に示すように、結晶粒1と結晶粒2に共通な回転軸に対してどの程度の角度差(方位差 θ)があるかを示すもの)が耐応力腐食割れ性に影響を与えることを見出し、この知見に基づいて、強度に優れ且つ改善された耐応力腐食割れ性をそなえた構造用アルミニウム合金板およびその製造方法を提案した(特願2000-150902号)。

【0005】このアルミニウム合金板は、Zn: 4.8~7%、Mg: 1~3%、Cu: 1~2.5%、Zr: 0.05~0.25%を含有し、残部Alおよび不純物からなる組成を有するアルミニウム合金板であって、該アルミニウム合金板の板面からみた平均結晶粒径が10μm以下、板面において結晶方位差が3~10°の結晶粒界を25%以上含む組織を有することを特徴とするものであり、その製造方法は、前記の組成を有するアルミニウム合金の鋳塊を均質化処理後熱間加工し、その後、400~150℃の温度域において、加工度が70%以上になるよう繰り返し圧延して所定の板厚としたのち、450~490℃の温度で5分以上の溶体化処理を行い、10℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とするものである。

【0006】発明者らは、さらに、前記の組織性状を有するアルミニウム合金板を確実に得るために、前記の製造工程に従って多くの製造試験を繰り返し行ったところ、この製造条件に従っても、溶体化処理後の組織が、とくに板表層部において粗大化することがあることが経験され、この原因を究明するために、製造工程中に生じ得る種々の条件変動と溶体化処理後の組織との関連について多角的な検討を加えた。その結果として、450~150℃の温度域での圧延は、材料温度が450~150℃になっていることが必要であり、この場合の圧延機の圧延ロールの温度も組織性状に影響することが見出された。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記の知見に基づいてなされたものであり、その目的は、高強度、高耐食性構造用アルミニウム合金板を安定的且つ確実に得るための構造用アルミニウム合金板およびその製造方法を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するための本発明による高強度、高耐食性構造用アルミニウム合金板の製造方法は、Zn: 4.8~7%、Mg: 1~3%、Cu: 1~2.5%、Zr: 0.05~0.25%を含有し、残部Alおよび不純物からなる組成を有するアルミニウム合金の鋳塊を均質化処理後熱間加工し、その後、熱間圧延の圧延ロールを40℃以上の温度に加熱した状態で、材料温度400~150℃において、加

工度が70%以上になるよう繰返し圧延して所定の板厚としたのち、450～500℃の温度で5分以上の溶体化処理を行い、10℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする。

【0009】

【発明の実施の形態】本発明は、7000系アルミニウム合金の合金組成と結晶方位差の最適の組合わせにより、高強度、高耐食性をそなえた構造用アルミニウム合金板を安定的に製造することを特徴とするものであるが、まず、本発明における含有成分の意義および限定理由について説明すると、Znは、時効処理時にZn-Mg系の微細析出を生じ、析出硬化によって材料強度を向上させるよう機能する。Znの好ましい含有量は4.8～7%の範囲であり、4.8%未満では従来合金のJIS A7075合金やA7475合金並の強度が得られない。7%を越えて含有すると、熱間加工性が劣化して割れなどの問題が生じる。Znはまた、溶体化処理時に結晶粒成長を抑制する効果をも有する。Znのさらに好ましい含有範囲は5.0～6.5%である。

【0010】Mgは、Znと同様、強度の向上に寄与し、繰返し圧延時および溶体化処理時における結晶粒の成長を抑制する元素であり、Mgの好ましい含有量は1～3%の範囲である。1%未満では従来合金並の強度を得ることが難しく、3%を越えて含有すると熱間加工性が低下して割れなどの問題が生じる。

【0011】Cuは、時効処理時にAl-Cu-Mg系化合物の微細析出が生じ、析出硬化によって材料強度を向上させ、Zn、Mgとともに繰返し圧延時および溶体化処理時における結晶粒の成長を抑制するよう機能する。Cuの好ましい含有量は1～2.5%の範囲であり、1%未満では従来合金並の強度が得難く、2.5%を越えると、熱間加工性が低下して割れなどの問題が生じる。

【0012】Zrは、溶体化処理時に結晶粒の成長を抑制する元素であり、結果的に小傾角粒界を多く留める効果を有する。Zrの好ましい含有量は0.05～0.25%の範囲であり、0.05%未満ではその効果が小さく、0.25%を越えると、 casting時に粗大なAl-Zr系化合物を形成して最終板の成形性が低下する。0.25%を越えて含有しても、溶体化処理時の結晶粒成長を抑制する効果が飽和し、それ以上の抑制効果が得られない。Zrのさらに好ましい含有範囲は0.08～0.20%である。

【0013】本発明においては、通常、7000系アルミニウム合金に含有される程度の量のMn、Cr、Ti、B、Fe、Siを含有しても本発明の効果に影響することはないが、Fe、Siは成形性の観点から各々0.5%以下に制限するのが好ましく、また、Crも0.05%以下に制限するのが好ましい。

【0014】本発明は、板面において平均結晶粒径が1

0μm以下、板面において結晶方位差が3～10°の小傾角結晶粒界が全結晶粒界の25%以上となる組織性状を有するアルミニウム合金板を安定的に得る方法であるが、方位差（ミスオリエンテーション）は、走査型電子顕微鏡（SEM）とCCDカメラの組み合わせからなる自動測定装置を使用して測定する。この装置は、試料表面に現れた結晶面に電子線を入射させて菊地パターンをCCDカメラに取り込み、コンピュータで結晶面を特定するもので、隣り合う結晶粒の方位差は、各々の結晶面がわかれば共通の回転軸が特定でき、その回転軸に対する角度差（方位差＝ミスオリエンテーション）が判明するものである。

【0015】以下、本発明による構造用アルミニウム合金板の製造方法について説明する。前記の組成を有するアルミニウム合金を、例えば、通常のDC castingによって造塊し、得られた鑄塊を常法に従って均質化処理後熱間加工する。熱間加工後の中間熱処理は常法に従って行ってもよいが、省略することもできる。

【0016】本発明の特徴は、その後、熱間圧延における圧延機の圧延ロール（ワークロール）を40℃以上の温度に加熱した状態で、材料温度400～150℃、さらに好ましくは材料温度350～180℃において、加工度が70%以上になるよう繰返し圧延を行うことにある。この圧延条件により、その後の溶体化処理時に結晶粒成長を抑制し得る下部組織を形成することができる。

【0017】圧延ロールの温度が40℃未満の場合には、圧延時に材料への剪断加工が強く施され、これが再加熱時に再結晶を起こさせる駆動力となり、その結果、熱的に安定な下部組織の形成が阻害されることとなる。圧延ロール温度の上限は、潤滑油への影響、材料が過昇温されることの弊害を考慮して400℃以下とするのが望ましい。

【0018】加工度が70%未満では、Zrの微細析出が不十分となり、溶体化処理時の結晶粒成長を抑制することが困難となる。400℃を越える材料温度で繰返し圧延を開始すると、Zrの微細析出が阻害され、また圧延で導入された加工組織が回復し易くなるため、熱的に安定な下部組織が形成され難くなり、溶体化処理時の結晶粒成長を抑制する効果が不十分となる。材料温度が150℃より低くなると、Zrの析出が遅れ、溶体化処理時の結晶粒成長抑制効果が薄れる。

【0019】繰返し圧延により所定の板厚としたのち、450～500℃の温度、さらに好ましくは460～490℃の温度で5分以上の溶体化処理を行い、10℃/秒以上の冷却速度で冷却する。溶体化処理は、その後の時効処理で析出硬化を得るために必要な処理工程であるが、溶体化処理温度が450℃未満では合金元素の固溶が不十分となり、時効処理後に所定の強度が得られない。500℃を越えると、結晶粒成長が抑制できず1

0°以下の小傾角粒界の割合が少なくなる。

【0020】溶体化処理後の冷却速度が10℃/秒未満では、冷却途中において第2相の析出が生じ、溶体化の効果が薄れて時効処理後の所定の強度が得られなくなる。溶体化処理、冷却後は、常法に従って時効処理を行う。

【0021】従来の研究において、強加工されたアルミニウム合金に100～300℃の中温度域で熱処理を行うことにより小傾角粒界をもつ組織（サブグレイン組織）が得られることは知られているが、本発明の700系アルミニウム合金においては、450℃以上の温度での溶体化処理が必須であり、溶体化処理後も小傾角粒界を多く含む組織を維持しなければならない。そのため、の製造方法について多くの試験、検討を行った結果、圧延ロールを40℃以上の温度に加熱した状態で、材料温度400～150℃において加工度が70%以上になるよう繰り返し圧延を行う手法が有効であることを知見し、本発明に至ったものである。

【0022】

【実施例】以下、本発明の実施例を比較例と対比して説明するとともに、それに基づいてその効果を実証する。なお、これらの実施例は、本発明の好ましい一実施態様を説明するためのものであって、これにより本発明が制限されるものではない。

【0023】実施例1

DC casting法により表1に示す組成を有するアルミニウム合金を造塊し、得られたビレット（直径90mm）を100mm長さに切断し、これについて、470℃で10時間の均質化処理を行ったのち、400℃の温度で鍛造を行い、30mm厚さの試料を作製した。

【0024】上記の試料を面削して20mm厚さとし、表2に示す圧延条件で板材とし、冷間圧延で厚さ1mmに仕上げ、ついで、板材にソルトバス中において表2に示す条件で溶体化処理、冷却したのち、120℃で24時間の時効処理を行い、試験材を得た。なお、圧延繰り返し回数は8～12回で、材料温度が低下してくると再加熱を繰り返す方法で圧延した。

【0025】得られた試験材について、以下の方法に従

って結晶粒組織の調査、引張試験、耐応力腐食割れ試験を行った。

結晶粒組織の調査：板面の結晶粒組織を（株）日立製作所製SEM、Oxford社製EBSD（Electron backscatter diffraction）装置を用いて調査し、結晶方位差（ミスオリエンテーション）分布を示すヒストグラムから傾角3～10°を示す結晶粒界の比率を求めた。

【0026】引張試験：試験材の圧延方向に対して90°方向に試験片を採取し、試験片の標点間距離を10mmとして、インストロン型引張試験機を用いて引張試験を行い、引張強さ（ σ_B ）、0.2%耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）、伸び（ δ ）を測定した。

【0027】耐応力腐食割れ試験：試験材の圧延方向に対して90°方向に試験片を採取し、試験片に0.2%耐力の82%の負荷を与え、温度30℃の3.5%NaCl溶液に10分間浸漬後、25℃で50分乾燥させるサイクルを繰り返す乾湿交互試験を行い、試験時間200時間内の破断数を調査した。なお、試験片として、各合金について5本ずつの試験片を準備して耐応力腐食割れ試験を行った。

【0028】これらの調査、試験結果を表3に示す。表3にみられるように、本発明に従う試験材No. 1～5はいずれも、500MPaを越える優れた耐力をそなえているとともに、耐応力腐食割れ試験において破断が生じることなく、優れた耐応力腐食割れ性を示した。

【0029】

【表1】

合金	組 成 (mass %)				
	Zn	Mg	Cu	Zr	Cr
A	5.5	2.3	1.4	0.16	<0.01

【0030】

【表2】

試験材	合金	圧延条件			溶体化処理 温度-時間 (℃) (分)	冷却速度 ℃/秒
		ロール温度 ℃	材料温度 ℃	加工度 %		
1	A	50	350 ~200	95	480-5	100
2	A	100	300 ~180	75	480-5	100
3	A	70	370 ~220	90	460-20	100
4	A	100	350 ~200	95	480-10	50
5	A	80	360 ~200	85	480-5	100

【0031】

【表3】

試験材	合金	小傾角 比率 %	平均結晶 粒径 μm	機械的性質			耐応力割れ性 破断数/5
				$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_B MPa	δ %	
1	A	45	2.8	540	605	18	0/5
2	A	33	7.0	515	590	20	0/5
3	A	40	5.2	510	585	20	0/5
4	A	45	3.0	540	612	20	0/5
5	A	38	5.0	517	603	19	0/5

【0032】比較例1

実施例1で造塊したA合金のビレット（直径90mm）を100mm長さに切断し、これについて、470℃で10時間の均質化処理を行ったのち、400℃の温度で鍛造を行い、30mm厚さの試料を作製した。

【0033】上記の試料を面削して20mm厚さとし、表4に示す圧延条件で板材とし、冷間圧延で厚さ1mmに仕上げ、ついで、板材にソルトバス中において表4に示す条件で溶体化処理、冷却したのち、120℃で24時間の時効処理を行い、試験材を得た。なお、圧延繰り返し回数は8～12回で、材料温度が低下してくると再加熱を繰り返す方法で圧延した。

【0034】別に、表5に示す組成を有する7475合金（合金S）を造塊し、得られたビレット（直径90mm）を100mm長さに切断して、470℃で10時間の均質化処理を行ったのち、400℃の温度で鍛造を行って30mm厚さの試料を作製し、この試料を面削して20mm厚さとし、これについて、450℃の温度で熱間圧延を行って厚さ5mmの板材とし、冷間圧延で厚さ1mmに仕上げ、ついで、板材にソルトバス中において480℃で5分の溶体化処理を施し、冷却速度100℃/秒で水冷したのち、120℃で24時間の時効処理を行い、試験材を得た。

【0035】得られた試験材について、実施例1と同一の方法に従って結晶粒組織の調査、引張試験、耐応力腐食割れ試験を行った。結果を表6に示す。

【0036】

【表4】

試験材	合金	圧延条件			溶体化処理 温度-時間 (℃) (分)	冷却速度 ℃/秒
		ロール温度 ℃	材料温度 ℃	加工度 %		
6	A	15	350 ~180	95	480-5	100
7	A	5	370 ~200	95	480-5	100
8	A	50	280 ~100	95	480-5	100
9	A	50	350 ~190	50	480-5	100
10	A	100	350 ~200	95	480-30	1
11	A	40	430 ~230	85	480-5	100

【0037】

【表6】

【表5】

合金	組成(mass %)				
	Zn	Mg	Cu	Zr	Cr
S	5.5	2.2	1.5	<0.01	0.21

【0038】

試験材	合金	小傾角比率 %	平均結晶粒径 μm	機械的性質			耐応力割れ性 破断数/5
				$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_B MPa	δ %	
6	A	6	15.2	492	564	21	4/5
7	A	5	32.0	487	560	20	5/5
8	A	10	25.2	490	560	22	4/5
9	A	12	8.8	502	573	20	1/5
10	A	43	3.5	455	535	21	1/5
11	A	8	20.4	490	565	20	2/5
12	S	6	15.5	495	576	22	3/5

【0039】表6に示すように、試験材No. 6~7は、ロール温度が低いため、溶体化処理後に一部粗大な結晶粒が形成され、平均結晶粒径の増大、小傾角比率の低下が生じ、強度および耐応力腐食割れ性が劣るものとなった。試験材No. 8は、繰り返し圧延時の材料温度が低いためZrの効果が十分でなく、溶体化処理時の結晶粒成長が抑制できず、耐応力腐食割れ性が劣るものとなった。試験材No. 9は、圧延加工度が低いためZrの析出が十分でなく、溶体化処理時の結晶粒成長が抑制できず、小傾角比率が低くなり、耐応力腐食割れ性が劣るものとなった。

【0040】試験材No. 10は、溶体化処理時の冷却速度が遅いため強度が低く、耐応力腐食割れ試験においても破断が生じた。試験材No. 11は、圧延開始温度

が高いため、圧延で導入された加工組織の回復が容易となり、熱的に安定な下部組織の形成が阻害されて、溶体化処理後に微細組織が得られず、小傾角比率が低下し、耐応力腐食割れ性が劣るものとなった。試験材No. 12は、従来工程による7475合金(S合金)板であり、強度が低く、耐応力腐食割れ試験において破断が生じた。

【0041】実施例2、比較例2

DC 鋳造法により表7に示す組成を有するアルミニウム合金を造塊し、得られたビレット(直径90mm)を1000mm長さに切断し、これについて、470℃で10時間の均質化処理を行ったのち、400℃の温度で鍛造を行い、30mm厚さの試料を作製した。この試料を実施例1の試験材No. 1と同一の工程で繰り返し圧延、

溶体化処理、冷却したのち、時効処理を行い、試験材を得た。なお、圧延繰返し数は12回とした。得られた試験材について、実施例1と同じ方法に従って結晶粒組織の調査、引張試験、耐応力腐食割れ試験を行った。結果を表8に示す。

【0042】

【表7】

合金	組成(mass %)				
	Zn	Mg	Cu	Zr	Cr
B	5.8	2.2	1.5	0.20	<0.01
C	4.9	2.8	2.0	0.18	<0.01
D	6.1	1.7	1.5	0.12	<0.01
E	5.6	1.2	1.8	0.22	<0.01
F	3.9	1.5	1.5	0.15	<0.01
G	5.3	0.43	0.51	0.12	<0.01
H	5.3	1.5	1.2	0.03	<0.01
I	7.4	2.5	1.4	0.15	<0.01

【0043】

試験材	合金	小傾角比率 %	平均結晶粒径 μm	機械的性質			耐応力割れ性 破断数/5
				$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_B MPa	δ %	
13	B	42	3.0	540	604	19	0/5
14	C	38	3.5	526	590	19	0/5
15	D	40	2.8	554	612	17	0/5
16	E	36	3.8	532	598	20	0/5
17	F	12	12.0	445	523	21	1/5
18	G	16	16.0	448	520	20	1/5
19	H	8	27.6	492	570	20	4/5
20	I	—	—	—	—	—	—

【0044】表8に示すように、本発明に従う試験材No. 13～16はいずれも、500MPaを超える耐力を示し、耐応力腐食割れ試験において破断を生じることにはなかった。これに対して、試験材No. 17は、Znの含有量が少ないため微細結晶組織が得られず、強度が低く、小傾角結晶粒界の比率が低いいため耐応力腐食割れ性が劣っている。試験材No. 18はMg量、Cu量が少ないため強度が劣り、結晶粒成長を抑制する効果が小さく、小傾角結晶粒界の比率が低くなって耐応力割試験において破断が生じた。試験材No. 19はZrの含有量が少ないため、溶体化処理時に結晶粒成長の抑制効果が小さく、小傾角結晶粒界の比率が低くなって耐応力腐食割れ性が劣る。試験材No. 20は、Zn含有量が上限を越えているため、鍛造の際に割れが生じ、試験材を

【表8】

得ることができなかった。

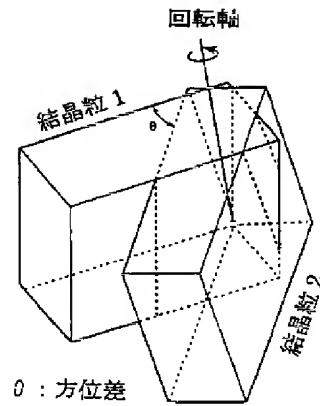
【0045】

【発明の効果】本発明によれば、高強度と高耐食性とともに耐応力腐食割れ性に優れた構造用アルミニウム合金板、とくに、板面において平均結晶粒径が10 μm 以下、板面において結晶方位差が3～10°の小傾角結晶粒界が全結晶粒界の25%以上となる組織性状を有するアルミニウム合金板を安定して得ることができるアルミニウム合金板の製造方法が提供される。当該アルミニウム合金板を使用することにより、材料の薄肉化が可能となり、構造物の軽量化、コストダウンを達成することができる。また、優れた耐応力腐食割れ性により構造物に対する信頼性向上の効果も達成できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】結晶粒の方位差を示す図である。

【図1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. ⁷		識別記号		F I		(参考)	
C 2 2 F	1/00	6 9 1		C 2 2 F	1/00	6 9 1 C	
		6 9 2				6 9 2 A	
(71)出願人 000004743				(72)発明者 田中 宏樹			
日本軽金属株式会社				東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金			
東京都品川区東品川二丁目2番20号				属工業株式会社内			
(71)出願人 000005290				(72)発明者 江崎 宏樹			
古河電気工業株式会社				東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金			
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号				属工業株式会社内			
(71)出願人 000176707				(72)発明者 箕田 正			
三菱アルミニウム株式会社				東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金			
東京都港区芝2丁目3番3号				属工業株式会社内			